

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-358026
(43)Date of publication of application : 11.12.1992

(51)Int.Cl.

C21D 8/10
C21D 9/08
// C22C 38/00
C22C 38/14

(21)Application number : 03-014237
(22)Date of filing : 05.02.1991

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP
(72)Inventor : YAGI AKIRA
ASAHI HITOSHI
UENO MASAKATSU
SATO HISAMI
TERASAWA TOMIO

(54) PRODUCTION OF SEAMLESS LOW ALLOY STEEL TUBE HAVING FINE-GRAINED STRUCTURE

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a seamless low alloy steel tube having fine-grained structure and excellent in sulfide stress cracking resistance.

CONSTITUTION: A billet of a steel which has a composition containing 0.05-0.35% C, 0.01-0.5% Si, 0.15-2.5% Mn, 0.05-0.4% Mo, 0.005-0.1% Al, 0.005-0.1% Ti, and 0.005-0.1% Nb or further, if necessary, selectively containing small amounts of Cr, Ni, V, and B is formed into a hollow tube stock by means of continuous hot piercing rolling. The tube stock whose temp. is lowered to a temp. between 850° C and the Ar1 point is heated up to 900-1000° C and hot-finish-rolled at $\geq(\text{Ar3 point} + 50^\circ \text{ C})$ finishing temp. and successively subjected to hardening treatment consisting of quenching from the above temp. and then to tempering treatment consisting of heating up to a temp. not higher than the Ac1 point and cooling, by which the seamless low alloy steel tube having fine-grained structure and excellent in sulfide stress cracking resistance can be produced.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平4-358026

(43) 公開日 平成4年(1992)12月11日

(51) Int.Cl.*	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/10	C	8116-4K		
9/08	E	7356-4K		
/ C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z	7217-4K		
38/14				

審査請求 未請求 請求項の数4(全7頁)

(21) 出願番号 特願平3-14237

(22) 出願日 平成3年(1991)2月5日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 八木 明

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 朝日 均

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 上野 正勝

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

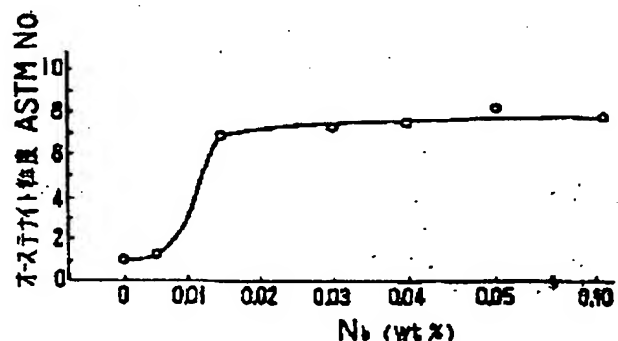
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は細粒化組織で耐硫化物応力割れ性の優れた低合金シームレス鋼管の製造法を提供するものである。

【構成】 本発明は、C: 0.05~0.35%、Si: 0.01~0.5%、Mn: 0.15~2.5%、Mo: 0.05~0.4%、Al: 0.005~0.1%、Ti: 0.005~0.1%、Nb: 0.005~0.1%あるいは更に必要に応じてCr、Ni、V、Bの少量を選択的に含有する鋼片を、熱間穿孔連続圧延で中空素管に製管し、850℃~Ar₁点の温度に降下した該素管を900~1000℃に加熱して仕上温度がAr₁点+50℃以上の熱間仕上圧延を行い、続いてその温度から急冷する焼入処理とAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施す細粒化組織で耐硫化物応力割れ性の優れた低合金シームレス鋼管の製造法を要旨とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%として、

C : 0.05~0.35%、
Si : 0.01~0.5%、
Mn : 0.15~2.5%、
S : 0.01%以下、
P : 0.02%以下、
Mo : 0.05~0.4%、
Al : 0.005~0.1%、
Ti : 0.005~0.1%、
Nb : 0.005~0.1%、

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延で中空素管を製管し、850℃~Ar₁点の温度に降下した該素管を、該温度より高い900~1000℃に加熱して仕上温度がAr₁点+50℃以上の熱間仕上圧延を施し、このようにして得られた仕上鋼管を、Ar₁点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を行うことを特徴とする細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法。

【請求項2】 重量%として、

C : 0.05~0.35%、
Si : 0.01~0.5%、
Mn : 0.15~2.5%、
S : 0.01%以下、
P : 0.02%以下、
Mo : 0.05~0.4%、
Al : 0.005~0.1%、
Ti : 0.005~0.1%、
Nb : 0.005~0.1%、

を含有し、さらに

Cr : 0.1~1.5%、Ni : 0.1~2.0%、
V : 0.01~0.1%、B : 0.0003~0.003%、

の1種または2種以上を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱後、熱間穿孔連続圧延で中空素管を製管し、850℃~Ar₁点の温度に降下した該素管を、該温度より高い900~1000℃に加熱して仕上温度がAr₁点+50℃以上の熱間仕上圧延を施し、このようにして得られた仕上鋼管を、Ar₁点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を行うことを特徴とする細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法。

【請求項3】 重量%として、

C : 0.05~0.35%、
Si : 0.01~0.5%、
Mn : 0.15~2.5%、
S : 0.01%以下、
P : 0.02%以下、

2

Mo : 0.05~0.4%、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%、

Nb : 0.005~0.1%、

を含有し、さらに、

希土類元素 : 0.001~0.05%、Ca : 0.001~0.02%、

Co : 0.05~0.5%、Cu : 0.1~0.5%

の1種または2種以上を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延で中空素管を製管し、850℃~Ar₁点の温度に降下した該素管を、該温度より高い900~1000℃に加熱して仕上温度がAr₁点+50℃以上の熱間仕上圧延を施し、このようにして得られた仕上鋼管を、Ar₁点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を行うことを特徴とする細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法。

【請求項4】 重量%として、

C : 0.05~0.35%、

Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.15~2.5%、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Mo : 0.05~0.4%、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%、

Nb : 0.005~0.1%、

を含有し、さらに、

Cr : 0.1~1.5%、Ni : 0.1~2.0%、

V : 0.01~0.1%、

B : 0.0003~0.003%、

の1種または2種以上と、

希土類元素 : 0.001~0.05%、Ca : 0.001~0.02%、

Co : 0.05~0.5%、Cu : 0.1~0.5%、

の1種または2種以上を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延で中空素管を製管し、850℃~Ar₁点の温度に降下した該素管を、該温度より高い900~1000℃に加熱して仕上温度がAr₁点+50℃以上の熱間仕上圧延を施し、このようにして得られた仕上鋼管をAr₁点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を行うことを特徴とする細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法に関するものである。

3

【0002】

【従来の技術】熱延シームレス鋼管で細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管を得るには、例えば特開昭52-77813号公報のように熱間粗圧延した中空素管を強制的に一旦鋼の温度を A_{r1} 点以下に下げた後再度オーステナイト化温度に加熱し、引続き行う仕上圧延を終了後直ちに急冷（焼入）し焼戻するか、或いは通常の仕上圧延終了後再加熱焼入-焼戻する方法があった。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記のような方法はいずれも熱効率上の問題のほかに製造工程が煩雑となる欠点があった。一方、これまでの熱延シームレス圧延後の直接焼入処理ではオーステナイト結晶粒度がASTM No. 1~6と粗粒であり、且つバラツキが大きいため細粒化組織の低合金シームレス鋼管が得られない問題があった。

【0004】本発明は、上記問題点を解決するものであって成分と熱延条件を組合せて細粒化組織とすることにより、高強度、強靱性でかつ耐応力腐食割れ性にすぐれたシームレス鋼管の製造法を提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、細粒化組織の低合金シームレス鋼管さらには耐硫化物応力割れ（以下、耐SSCと記す。）性の優れたSML（シームレス）鋼管を製造することを目的に多くの実験を行い検討した結果、鋼成分、熱間圧延条件を制御することによって細粒化組織の低合金シームレス鋼管が製造されることを知見した。

【0006】本発明は、この知見に基づいて構成したものでその要旨は、重量%として

C : 0.05~0.35%,

Si : 0.01~0.5%,

Mn : 0.15~2.5%,

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Mo : 0.05~0.4%,

Al : 0.005~0.1%,

Ti : 0.005~0.1%,

Nb : 0.005~0.1%,

を含有し、さらに必要によっては

Cr : 0.1~1.5%, Ni : 0.1~2.0%,

V : 0.01~0.1%,

B : 0.0003~0.003%,

の1種または2種以上と、

希土類元素 : 0.001~0.05%, Ca : 0.001~0.02%,

Co : 0.05~0.5%, Cu : 0.1~0.5%,

の1種または2種以上を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上の過度に加熱した後、熱間穿

4

孔連続圧延で中空素管を製管し、850℃~ A_{r1} 点の温度に降下した該素管を該温度より高い900~1000℃に加熱して仕上温度が A_{r1} 点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、 A_{r1} 点以上の温度から急冷する焼入処理と、続いて A_{c1} 点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施す細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造法である。

【0007】

【作用】以下本発明の製造方法について詳細に説明する。まず、本発明において上記のような鋼成分に限定した理由について説明する。CおよびMnは、焼入効果を増して強度を高め降伏点60~80 kgf/mm²の高張力鋼を安定して得るためおよび細粒化を図るため重要である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると焼割れを誘発する原因となるため、それぞれ0.05~0.35%、0.15~2.5%とした。Siは、脱酸剤が残存したもので強度を高める有効な成分である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して鋼の性質を脆化するため0.01~0.5%とした。Pは、粒界偏析を起こして加工の際き裂を生じ易く有害な成分としてその含有量を0.02%以下とした。SはMnS系介在物を形成して熱間圧延で延伸し低温靱性に有害な成分としてその含有量を0.02%以下とした。Moは、強度の上昇、靱性の改善等に有効である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、しかも非常に高価であるため0.05~0.4%とした。Alは、Siと同様脱酸剤が残存したもので、鋼中の不純物成分として含まれるNと結合して結晶粒の成長を抑えて鋼の遷移温度を低下させて低温靱性を改善する。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して鋼の性質を脆化するため0.005~0.1%とした。Nbは、本発明の成分の中で最も重要な元素である。熱間穿孔連続圧延により中空素管を製管した後850℃~ A_{r1} 点の温度に降下した該素管を該温度より高い900~1000℃に加熱した場合の γ 粒は、再結晶による γ 粒粗大化温度が著しく低下するため通常の再加熱温度（最終仕上圧延後の焼入れ温度の確保のため必要な温度）では粗大化する。Nbは、このような圧延履歴を持った γ 粒の成長粗大化を抑制する重要な元素である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、しかも非常に高価であるため0.005~0.1%とした。Tiは、鋼中の不純物成分として含まれるNと結合して結晶粒の成長を抑えて強度を高めると共にBによる焼入性を発揮させる。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎるとTiCを析出して鋼を脆化し、また介在物を増加し鋼の性質を脆化するため0.005~0.1%とした。

【0008】上記の成分組成の鋼でさらに鋼の強度を高める場合Cr、Ni、VおよびB等の成分を必要に応じて選択的に添加する。Cr、Ni、Vは、鋼の焼入性を

増して、強度を高めるために添加するものである。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、しかも非常に高価であるためそれぞれ0.01~1.5%、0.1~2.0%、0.01~0.1%とした。Bは、焼入性を著しく向上せしめて強度を高める。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎても効果は変わらず、靱性や熱間加工性を劣化させるので0.0003~0.003%とした。

【0009】さらに本発明は、近年のシームレス鋼管の使用環境を鑑み上記の成分組成で構成される鋼のSSCを改善するために希土類元素等の成分を必要に応じて選択的に添加する。希土類元素およびCaは、介在物の形態を球状化させて無害化する有効な成分である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して耐SSC性を低下させるのでそれぞれ0.001~0.05%、0.001~0.02%とした。Co、Cuは、鋼の強度を増加しまた鋼中への水素侵入抑制効果があり耐SSC性に有効に働く。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎるとその効果が飽和するためそれぞれ0.05~0.5%、0.1~0.5%とした。

【0010】次に熱間穿孔連続圧延の最終過程の圧延条件を上記のように限定した理由について説明する。上記のような成分組成の鋼は転炉、電気炉等の溶解炉であるいはさらに真空脱ガス処理を経て溶製され、連続鋳造法または造塊分塊法で鋼片を製造する。鋼片は、直ちにあらには一旦冷却された後1200℃以上の温度に加熱する。加熱温度は、熱間穿孔連続圧延の前にほとんどのC、Cr、V、Ti等を固溶させておくために十分高くしておかねばならない。この温度は本発明の成分範囲内であれば1200℃以上の温度で全て固溶し、また熱間成形加工能率上なら支障を生じないのでその加熱温度は1200℃以上とした。

【0011】高温度に加熱された鋼片は熱間穿孔連続圧延機に搬送され、目標の外径、肉厚に圧延されて中空素管に粗成形する。その後850℃~Ar₁点の温度に降下した該素管は該温度より高い900~1000℃に加熱して仕上温度がAr₁点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、Ar₁点以上の温度から急冷する焼入処理を施す。図はこの圧延で製造された鋼管の直接焼入処理後のオーステナイト（以下、 γ と記す。）粒度に及ぼすNbの影響を示したものである。

【0012】直接焼入処理後の γ 粒度は、Nbが添加されないか添加量0.005%以下では著しく粗大化し、ASTM No. 1程度となる。従って γ 粒の粗大化を防止するにはNb0.005~0.1%必要である。このようなNbの影響については、本発明者らの推測による

と、Nbが添加されないか添加量0.005%以下では、現状の熱間穿孔連続圧延工程でやむをえず該素管の温度が850℃~Ar₁点に降下し、その後Ac₁点以上の温度に加熱されると、熱間穿孔連続圧延工程での最終過程が比較的低温度で小さい圧下の下では、再加熱過程で、 γ 間のひずみ量の不均一から粒界移動が起こり、周辺の γ 粒より2~3倍の粒に成長する。このような粒がその後2次再結晶を起こし粗大 γ 粒となる。Nbの0.005%以上の添加は、このような圧延履歴を持った γ 粒の成長粗大化を抑制する重要な働きをする。すなわち、Nbは熱間押込連続圧延後の冷却時およびその後の再加熱時にNb（CN）として析出し γ 粒の粗大化を抑制する重要な効果を発揮することを知見した。

【0013】このような成分元素および圧下条件で圧延され850℃~Ar₁点の温度に降下した中空素管を900~1000℃に加熱する。この加熱温度は、900℃以下では熱間最終仕上圧延後の焼入温度が確保できず、また1000℃以上では鋼表面に多量の酸化スケールが生じ鋼管の形状精度の確保に悪影響を及ぼすため900~1000℃の温度に限定した。

【0014】また、熱間最終仕上温度についてもあまり低くなると高強度を得るために必要とされる焼入時の完全 γ の状態が確保できないためAr₁点+50℃とした。焼入処理開始温度は、十分な焼入組織を確保し必要とする強度を得るためAr₁点以上とした。焼入時の冷却速度は特に限定しないが空冷より速い速度とする。焼戻温度は、強度および靱性の安定化を確保する必要からAc₁点以下とした。その加熱方法については特に限定しない。

【0015】以上の製造条件で得られる鋼は粗大粒を含むことなく細粒化組織の低合金シームレス鋼管の製造に有効である。

【0016】

【実施例】次に本発明の実施例について説明する。表1は転炉で溶製し連続鋳造を経て製造された鋼片を熱間穿孔連続圧延後再加熱してその後熱間最終仕上圧延を行って直接焼入-焼戻した鋼管の強度、靱性、 γ 粒度および耐SSC性を示す。尚、耐SSC性はNACE TM01-77に従って定荷重量方式により σ_{th} (Threshold Stress) を求めて評価した。「本発明によって製造された鋼管は、高強度を有しかつ従来法に比し γ の粒度は微細であり高靱性が得られ、耐SSC性は σ_{th} で0.2 σ_y 以上向上することがわかる。

【0017】

【表1】

鋼種	No.	化 学 成 分 (wt%)										
		C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Cr	Ni	V	Ti
本発明例	1	0.06	0.17	1.50	0.015	0.003	0.031					0.016
	2	0.06	0.22	1.44	0.015	0.001	0.021	0.10				0.010
	3	0.10	0.21	1.35	0.010	0.003	0.020	0.10				0.015
	4	0.13	0.40	0.34	0.010	0.001	0.020	0.10	0.97			0.020
	5	0.20	0.41	0.33	0.015	0.001	0.020	0.15	0.25	0.50		0.012
	6	0.20	0.21	0.30	0.015	0.001	0.027	0.10	0.24	0.00		0.010
	7	0.21	0.18	0.35	0.015	0.002	0.020	0.10	0.10		0.01	0.022
	8	0.20	0.18	0.31	0.015	0.001	0.024	0.11	0.11		0.01	0.022
	9	0.20	0.10	0.34	0.012	0.001	0.020	0.10	0.10		0.01	0.020
	10	0.22	0.21	0.15	0.010	0.001	0.026	0.15	0.22			0.022
	11	0.20	0.21	0.34	0.010	0.001	0.020	0.15	0.10			0.021
	12	0.10	0.21	1.35	0.010	0.000	0.001	0.15	0.24			0.021
	13	0.20	0.09	1.34	0.014	0.000	0.001	0.10	0.10	0.10		0.020
	14	0.20	0.09	1.30	0.014	0.000	0.001	0.10	0.12	0.10		0.020
	15	0.10	0.22	0.60	0.010	0.002	0.007	0.10	0.20		0.01	0.020
	16	0.10	0.22	0.61	0.010	0.010	0.007	0.15				0.020
比較例	1	0.10	0.22	0.65	0.011	0.000	0.001	0.10				0.021
	2	0.10	0.22	0.65	0.010	0.001	0.007	0.15				0.024
	3	0.10	0.11	0.50	0.010	0.001	0.006	0.10				0.020
	4	0.11	0.20	0.46	0.010	0.001	0.001	0.10	0.00			0.021

製造条件: 転圧-連続焼延 (フル-ム) - 8ML圧延 (加熱温度1250℃,

再加熱炉前温度850~Ar₁, 再加熱炉温度950℃,

焼延仕上げ温度(800℃) > Ar₁ + 50℃,

焼入温度(750℃) > Ar₁, 焼戻温度600℃

【0018】

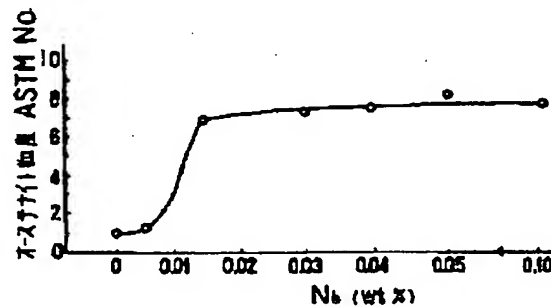
【発明の効果】 以上のように、本発明法によって製造された鋼管は、高強度を有しさらに細粒であるため低温靱性および耐SSC性が優れ、極北の寒冷地や硫化物応力

腐食環境において極めて有効である。

【図面の簡単な説明】

【図1】 直接焼入処理後の γ 粒度に及ぼす熱間穿孔連続圧延のNb量の影響を示す。

【図1】



【手続補正書】

【提出日】平成4年2月6日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0017

【補正方法】変更

【補正内容】

【0017】

【表1】

表1-1

例	鋼種	化 学 成 分 (wt%)										
		C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Cr	Ni	V	Ti
本 発 明 例	1	0.06	0.27	1.58	0.015	0.003	0.034					0.005
	2	0.08	0.22	1.64	0.015	0.003	0.021	0.20				0.010
	3	0.10	0.21	1.55	0.018	0.002	0.020	0.30				0.015
	4	0.12	0.40	0.54	0.019	0.001	0.029	0.30	0.97			0.020
	5	0.20	0.41	0.53	0.018	0.001	0.029	0.35	0.23	0.50		0.022
	6	0.20	0.21	0.58	0.015	0.001	0.027	0.34	0.24	0.90		0.023
	7	0.23	0.10	0.55	0.015	0.002	0.029	0.34	0.20		0.06	0.023
	8	0.20	0.18	0.51	0.015	0.001	0.024	0.35	0.24		0.06	0.022
	9	0.20	0.18	0.54	0.013	0.001	0.028	0.29	0.23		0.06	0.020
	10	0.22	0.21	0.55	0.015	0.001	0.028	0.35	0.23			0.022
	11	0.20	0.21	0.54	0.015	0.001	0.029	0.33	0.33			0.021
	12	0.10	0.21	1.35	0.012	0.002	0.021	0.35	0.24			0.021
	13	0.20	0.09	1.34	0.014	0.002	0.021	0.19	0.12	0.15		0.020
	14	0.20	0.09	1.39	0.014	0.002	0.021	0.16	0.12	0.15		0.020
	15	0.19	0.22	0.68	0.015	0.001	0.007	0.09	0.90		0.07	0.025
	16	0.19	0.22	0.64	0.018	0.011	0.027	0.35				0.020
比 較 例	1	0.20	0.23	0.85	0.011	0.003	0.031	0.20				0.021
	2	0.22	0.22	0.85	0.015	0.001	0.027	0.35				0.024
	3	0.20	0.11	0.59	0.015	0.001	0.028	0.33				0.020
	4	0.21	0.20	0.44	0.015	0.001	0.021	0.24	0.08			0.021

製造条件：転炉-連続鍛造（ブルーム）-9ML圧延（加熱温度1250℃、

再加熱炉加熱温度850- A_{r1} 、再加熱炉温度950℃、最終仕上げ圧延温度（800℃）> A_{r3} +50℃、焼入温度（760℃）> A_{r3} 、焼戻温度500℃

【表2】

表1-2

例	鋼種	化 学 成 分 (wt%)						YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	硬度 HRC	Ra (0.01mm/YS)
		B	C	Ca	Co	Cu	Nb				
本 発 明 例	1	0.0001					0.04	45.5	53.5	8.0	0.90
	2	0.0001					0.04	52.7	60.7	7.6	0.95
	3	0.0001					0.04	55.8	68.3	7.7	0.95
	4	0.0001					0.08	61.8	72.0	7.9	0.90
	5	0.0011					0.03	60.2	69.0	8.3	0.95
	6	0.0015					0.02	75.1	84.7	7.5	0.95
	7	0.0012					0.04	74.1	82.1	7.5	0.90
	8	0.0015	0.020				0.03	71.7	81.7	7.4	0.90
	9	0.0020		0.004			0.03	71.0	80.8	7.5	0.90
	10	0.0010			0.18		0.04	75.0	84.1	8.4	0.90
	11	0.0025				0.30	0.03	74.7	84.0	7.3	0.95
	12	0.0011					0.03	55.3	66.8	8.8	0.85
	13	0.0010	0.004				0.04	74.7	82.1	8.0	0.90
	14	0.0009		0.015	0.08	0.08	0.03	74.8	82.0	8.7	0.90
	15	0.0008					0.03	75.2	84.8	7.2	0.95
	16	0.0012					0.03	75.1	82.5	8.3	0.95
比 較 例	1	0.0012						71.0	81.2	1.8	0.60
	2	0.0012						71.3	84.0	1.5	0.60
	3	0.0012						75.3	85.7	1.5	0.65
	4	0.0012						74.0	85.0	1.0	0.60

製造条件: 転炉-連続焼却(フル-ム)-SML圧延(加熱温度1250℃,

再加熱炉前冷却温度850~Ar₁, 再加熱炉温度950℃,焼間仕上圧延温度(800℃) > Ar₃ + 50℃,焼入温度(760℃) > Ar₃, 焼戻温度600℃

フロントページの続き

(72)発明者 佐藤 久美

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新
日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72)発明者 寺沢 富雄

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新
日本製鐵株式会社八幡製鐵所内